

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 04-032541

(43)Date of publication of application : 04.02.1992

(51)Int.Cl.

C22F 1/04  
B22D 11/00  
// C22C 21/00

(21)Application number : 02-140319

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 30.05.1990

(72)Inventor : MORI SHUHEI  
ASANO KAZUHIKO

## (54) MANUFACTURE OF ALUMINUM ALLOY EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE STRENGTH

## (57)Abstract:

PURPOSE: To improve the high temp. strength and productivity in an aluminum alloy by subjecting an Al alloy having specified content of Ni and Mn to continuous casting in such a manner that the temp. gradient of a liquid phase in the solid-liquid boundaries is specified and forging this Al alloy at a specified hot working rate.

CONSTITUTION: The compsn. of an Al alloy is formed of, by weight, 5.5 to 7.0% Ni, 0.5 to 2.5% Mn and the balance Al with inevitable impurities. The molten metal of this Al alloy is subjected to continuous casting in such a manner that the temp. gradient of a liquid phase in the solid-liquid boundaries is regulated to  $\geq 5^{\circ}$  C/cm. The obtd. ingot is subjected to hot forging at 350 to 550° C at  $\leq 80\%$  working rate. In this way, the Al alloy excellent in high temp. strength can be manufactured with high productivity at a low cost.

⑩ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

## ⑫ 公開特許公報(A) 平4-32541

⑬ Int. Cl.<sup>5</sup>

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 平成4年(1992)2月4日

C 22 F 1/04  
B 22 D 11/00  
// C 22 C 21/00

A 8015-4K  
E 7217-4E  
N 8928-4K

審査請求 未請求 請求項の数 1 (全5頁)

⑮ 発明の名称 高温強度が優れたアルミニウム合金の製造方法

⑯ 特 願 平2-140319

⑰ 出 願 平2(1990)5月30日

⑱ 発 明 者 森 周 平 山口県下関市長府黒門東町3  
⑲ 発 明 者 浅 野 和 彦 山口県下関市長府黒門東町3  
⑳ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号  
㉑ 代 理 人 弁理士 藤 巻 正 憲 外1名

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

高温強度が優れたアルミニウム合金  
の製造方法

## 2. 特許請求の範囲

(1) 5.5乃至7.0重量%のNi及び0.5乃至2.5重量%のMnを含む、残部がAl及び不可避免的不純物からなるアルミニウム合金の成形を固液界面における液相中の温度勾配を5℃/cm以上にして連続鍛造することにより析出を得る工程と、この鍛造を350乃至550℃の温度にて80%以下の加工率で鍛造加工する工程とを有することを特徴とする高温強度が優れたアルミニウム合金の製造方法。

## 3. 発明の詳細な説明

〔産業上の利用分野〕

本発明は棒状のAl-Ni相が品出した繊維強化型の高温強度が優れたアルミニウム合金の製造方法に関する。

〔従来の技術〕

高温強度が優れたアルミニウム合金としては、JIS 2024, 2219, 2518等のAl-Cu系合金が周知であるが、これらの合金は250℃以上の温度において強度の低下が著しいと共に、高温で保持する時間が長くなるにつれて強度が低下してくるという難点がある。

これに対し、Al-Ni共晶合金は一方向凝固によりAl母相中に高強度の棒状Al<sub>3</sub>Ni相が高密度に品出し、繊維強化合金となるため、長時間加熱した後も優れた高温強度を有する(軽金属1984年第578乃至584頁)。

〔発明が解決しようとする課題〕

しかしながら、従来のAl-Ni共晶合金は、熱間加工を施すと、Al<sub>3</sub>Ni相が球状化してしまうため、繊維強化の効果が失われて、高温強度が低下するという問題点がある。このために、従来のAl-Ni共晶合金は、これを熱間加工した後、耐熱材料として使用するということができない。

本発明はかかる問題点に鑑みてなされたもので

## 特開平4-32541 (2)

あって、 $\text{Al}$ 、 $\text{Ni}$ 相の球状化を防止でき、熱間加工後も高温強度が低下することがない高温強度が優れたアルミニウム合金の製造方法を提供することを目的とする。

## 【課題を解決するための手段】

本発明に係る高温強度が優れたアルミニウム合金の製造方法は、5.5乃至7.0重量%の $\text{Ni}$ 及び0.5乃至2.5重量%の $\text{Mn}$ を含有し、残部が $\text{Al}$ 及び不可避免的な不純物からなるアルミニウム合金の溶湯を固液界面における液相中の温度勾配を $5^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ 以上にして連続鋳造することにより鋳塊を得る工程と、この鋳塊を350乃至550 $^{\circ}\text{C}$ の温度にて80%以下の加工率で鍛造加工する工程とを有することを特徴とする。

## 【作用】

本発明においては、先ず、5.5乃至7.0重量%の $\text{Ni}$ 及び0.5乃至2.5重量%の $\text{Mn}$ を含有し、残部が $\text{Al}$ 及び不可避免的な不純物からなるアルミニウム合金の溶湯を連続鋳造する。以下、上述の組成を有するアルミニウム合金の成分添加理由及び

組成限定理由について説明する。

 $\text{Ni}$ 

$\text{Ni}$ は $\text{Al}$ に殆ど固溶せず、硬い偏析の $\text{Al}$ 、 $\text{Ni}$ として母相中に晶出して母相を繊維強化する。しかしながら、 $\text{Ni}$ 含有量が5.5重量%未満の場合はその繊維強化作用が不十分である。また、 $\text{Ni}$ 含有量が7.0重量%を超えると、粗大な $\text{Al}$ 、 $\text{Ni}$ 相が晶出して延性を低下させるため、好ましくない。このため、 $\text{Ni}$ 含有量は5.5乃至7.0重量%にする。

 $\text{Mn}$ 

$\text{Mn}$ は $\text{Al}$ - $\text{Ni}$ 合金中に添加されると、その一部が硬い $\text{Al}$ - $\text{Ni}$ - $\text{Mn}$ 化合物として母相中に棒状に晶出する。この $\text{Al}$ - $\text{Ni}$ - $\text{Mn}$ 化合物は $\text{Al}$ 、 $\text{Ni}$ 相と共に母相を繊維強化する。また、添加された $\text{Mn}$ の残部は母相に固溶して母相を固溶強化する。このように、 $\text{Mn}$ は繊維状晶出物の体積分率の増加及び固溶強化の双方に寄与する。

更に、 $\text{Mn}$ の添加により、熱間加工後の繊維状晶出物の球状化が防止される。これにより、熱間

加工後においても室温から高温までの広い温度範囲にわたり、アルミニウム合金の強度の低下が抑制される。

$\text{Mn}$ 含有量が0.5重量%未満の場合には、これらの効果が少なく、一方 $\text{Mn}$ 含有量が2.5重量%を超えると、粗大な金属間化合物が晶出して合金材を脆化させてしまう。このため、 $\text{Mn}$ 含有量は0.5乃至2.5重量%にする。

本発明においては、上述の組成になるようにアルミニウム合金を溶製した後、これを連続鋳造する。この場合に、固液界面における液相中の温度勾配が $5^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ 以上になるように、その鋳型による冷却条件及び鋳塊の引き抜き条件等を設定する。前記温度勾配が $5^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ 未満の場合は、凝固ヤルが十分に発達しないため、 $\text{Al}$ 、 $\text{Ni}$ 繊維の成長長さが短くなると共に、その配向性も悪化する。このため、十分な繊維強化作用が得られない。従って、固液界面における液相の温度勾配は $5^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ 以上にする必要がある。

上述の連続鋳造工程にて得られた鋳塊を350乃至

550 $^{\circ}\text{C}$ の温度にて80%以下の加工率で連続鍛造加工する。次に、この熱間鍛造加工条件の限定理由について説明する。

上述の組成の合金を連続鋳造して得た鋳塊を350 $^{\circ}\text{C}$ 未満の温度で鍛造加工しようとする、材料の変形抵抗が大きすぎて加工性が悪い、加工に大きなエネルギーを必要とする。一方、熱間鍛造温度が550 $^{\circ}\text{C}$ を超えると、繊維状晶出物が球状化してしまい、鍛造後の合金材は室温から高温までの温度範囲にわたって強度が低下する。このため、熱間鍛造は350乃至550 $^{\circ}\text{C}$ の温度で行なう必要がある。

また、前記鋳塊に対して80%を超す加工率で鍛造を行なうと、繊維状晶出物が球状化して鍛造後のアルミニウム合金の強度が室温から高温までの温度範囲において低下する。このため、熱間鍛造加工は80%以下の加工率で行なう必要がある。

## 【実施例】

次に、本発明の実施例について説明する。

第1図は本発明の実施例にて使用した連続鋳造

## 特開平4-32541 (3)

装置を示す断面図である。

この連続鋳造装置においては、ハウジング1の底部が断熱部材2により構成されており、ハウジング1の側壁には抵抗発熱体8が埋設されている。また、ハウジング1の天板を挿通してArガス導入管5の先端部がハウジング1内に挿入されており、この導入管5は適宜のArガス供給源に連結されており、この導入管5を介してハウジング1内にArガスを導入するようになっている。

一方、断熱部材2上には黒鉛るつぼ3が設置されており、この黒鉛るつぼ3内には、鋳造せんとするAl合金の溶湯10が装入されるようになっている。この黒鉛るつぼ3の底壁には溶湯排出口3aが設けられており、この排出口3aの直上域には黒鉛製ストップ4がその長手方向を垂直にし、ハウジング1の天板を挿通してハウジング1内に進入可能に設けられている。このストップ4が下降して排出口3aを閉塞することにより、るつぼ3内の溶湯はるつぼ3内に貯留され、ストップ4を上昇させることにより、るつぼ3内の溶湯10

が排出口3aを介して出湯されるようになっている。このるつぼ3の排出口3aには円筒状の黒鉛ノズル6がその長手方向を鉛直にして連結されており、このノズル6は断熱部材2を挿通してその下面まで延出している。また、ノズル6の略下半部には銅製水冷ジャケット7が外嵌されており、このジャケット7内に冷却水を流通させることにより、ノズル6を冷却する。

このように構成された連続鋳造装置においては、ストップ4を排出口3aに係合させた状態で、ハウジング1の天板を外して溶湯10をるつぼ3内に装入し、次いで天板を設置してハウジング1内を閉塞空間にした後、導入管5を介してArガスをハウジング1内に導入し、ハウジング1内をArガスで充填する。また、抵抗発熱体8に通電して、るつぼ3内の溶湯10を所定温度に加熱保持すると共に、水冷ジャケット7に冷却水を流通させてノズル6の略下半部を冷却する。

そして、グミーパー9をノズル6内にその下端から挿入し、ストップ4を上昇させてるつぼ3の

排出口3aを開けると、るつぼ3内の溶湯は排出口3aを介してノズル6内に注入され、ノズル6及びグミーパー9と接触して冷却され、凝固する。ノズル6内に凝固した部分が生成すると、グミーパー9を所定の速度で下降させ、円柱状の鋳塊11を連続的に下方に引き抜く。

上述の連続鋳造装置において、鋳型に相当する黒鉛ノズル6は略上半部が抵抗発熱体8及び断熱部材2により加熱保温されており、略下半部が水冷ジャケット7により冷却されている。これにより、鋳造中の固液界面は平面に近くなり、グミーパー9の引抜き速度及び溶湯10の加熱保持温度を適切に制御することにより、この固液界面を鋳造中一定の位置に保持する。

次に、上述した装置を使用して実際にアルミニウム合金を製造し、その特性を調べた結果について、比較例と比較して説明する。

先ず、上述の連続鋳造装置を使用して下記表1に示す組成のアルミニウム合金を連続鋳造した。

第1表

	Na	NI	Mn	Al
実施例	1	6.1	0.5	残部
	2	6.1	1.0	残部
	3	6.1	2.0	残部
比較例	1	6.1	—	残部
	2	6.1	3.0	残部

なお、第1表において、実施例1乃至3は本発明にて規定した組成範囲に入るもの、比較例1及び2はこの組成範囲から外れるものである。製造した鋳塊の直径は60mm、溶湯保持温度は800℃、引抜き速度は30乃至50mm/分、固液界面における液相中の温度勾配は約10乃至20℃/cmであった。

その結果、実施例及び比較例合金の鋳塊の組織組織は柱状品が引抜き方向に略平行に伸長した一方向凝固組織となった。

次いで、製造した鋳塊を厚さが40mmの角材に加工した。その後、この角材を500℃の温度で2時間加熱処理した後、50%の加工率で熱間鍛造を施

## 特開平4-32541 (4)

した。これにより得られた鍛造材から引張り試験片を作成し、この試験片を200℃の温度下に1000時間保持した後、この温度で引張り試験を実施した。第2図は横軸にMn含有量を取り、縦軸に引張り強さをとって、この引張り試験の結果を示すグラフ図である。

この第2図から明らかなように、実施例1乃至3は熱間鍛造後も鍛造強化の効果を維持しており、いずれも引張り強さが約20kgf/mm<sup>2</sup>以上と、優れた引張り強さを示した。一方、Mnを含有していない比較例1においては、Al<sub>3</sub>Ni相が粒状化して鍛造強化の効果が小さくなり、強度が低下した。また、Mn含有量が多い比較例2においては、粗大な晶出物が発生したため、強度が低下した。

次に、第1図に示す装置を使用して、Al-6重量%Ni-2.0重量%Mn合金を連続鍛造した。これにより得た鍛塊の鍛造組織は、柱状晶が引抜き方向に略平行に伸長した一方向凝固組織である。

この鍛塊を厚さが40mmの角材に加工し、500℃の温度で2時間加熱処理を施した後、加工率が0

乃至80%の範囲で熱間鍛造を施した。そして、得られた鍛造材から引張り試験片を作成し、室温乃至300℃の温度で1000時間保持した後、引張り試験を実施した。

第3図は横軸に鍛造時の加工率を取り、縦軸に引張り強さをとって、試験片の引張り強さを示したグラフ図である。但し、鍛造加工率が80%以下の場合が本発明にて規定した範囲に入るものである。

この第3図から明らかなように、鍛造加工率が80%を超えると、合金材の引張り強さが急激に低下する。これは、80%を超える加工率で加工を施した合金材においては、繊維状の晶出物が球状化して、鍛造強化の効果が減少するためである。

## 【発明の効果】

以上説明したように本発明に係るアルミニウム合金は、合金組成、固液界面における液相の温度勾配及び熱間加工率を所定範囲に規定したから、高温特性が優れたアルミニウム合金を連続鍛造法及び熱間鍛造により高生産性で月つ低コストで製

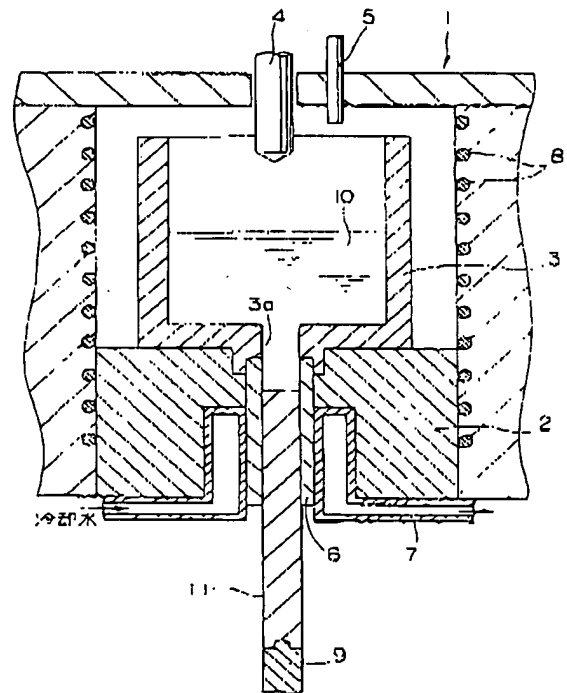
造することができる。

## 4. 図面の簡単な説明

第1図は本発明の実施例にて使用する連続鍛造装置を示す断面図、第2図は本発明の効果を示すMn含有率と引張り強さとの関係を示すグラフ図、第3図は本発明の効果を示す鍛造加工率と引張り強さとの関係を示すグラフ図である。

1;ハウジング、2;断熱部材、3;ろつば、3a;排出口、4;ストップ、5;導入管、6;ノズル、7;ジャケット、8;低圧加熱体、9;ダミーバー、10;溶湯、11;鍛塊

出願人 株式会社神戸製鋼所  
代理人 弁理士 藤巻正幸  
弁理士 伊丹 隆



第1図

特開平4-32541 (5)

